

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号
特開2001-20039
(P2001-20039A)

(43)公開日 平成13年1月23日(2001.1.23)

(51)Int.Cl.⁷
C 22 C 38/00
C 21 D 9/46
C 22 C 38/14
38/58

識別記号
301

F I
C 22 C 38/00
C 21 D 9/46
C 22 C 38/14
38/58

テ-マコ-ト(参考)
301W 4K037
T

審査請求 未請求 請求項の数3 O L (全 7 頁)

(21)出願番号

特願平11-189735

(22)出願日

平成11年7月2日(1999.7.2)

(71)出願人 000001199

株式会社神戸製鋼所

兵庫県神戸市中央区臨浜町1丁目3番18号

(72)発明者 鹿島 高弘

兵庫県加古川市金沢町1番地 株式会社神戸製鋼所加古川製鉄所内

(72)発明者 橋本 傑一

兵庫県加古川市金沢町1番地 株式会社神戸製鋼所加古川製鉄所内

(74)代理人 100067828

弁理士 小谷 悅司 (外1名)

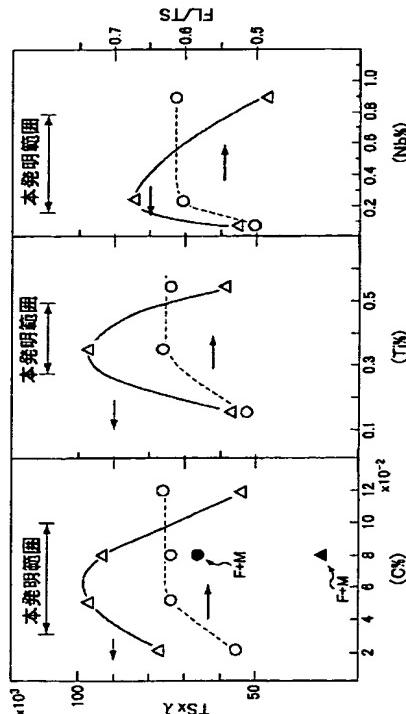
最終頁に続く

(54)【発明の名称】 伸びフランジ性および疲労特性に優れた高強度熱延鋼板およびその製法

(57)【要約】

【課題】 高強度を有すると共に、特に伸びフランジ性が良好で加工性に優れ且つ疲労特性においても優れた特性を有する熱延鋼板を提供すること。

【解決手段】 質量%で、C:0.03~0.10%、Si:2%以下、Mn:0.5~2%、P:0.08%以下、S:0.01%以下、N:0.01%以下、Al:0.01~0.1%を満たす他、Ti:0.26%超0.50%以下及び/又はNb:0.15~0.8%を含み、残部がFeおよび不可避不純物よりなる鋼材からなり、断面金属組織のうちグラニュラー・ペイニテック・フェライト組織が80面積%以上を占める、伸びフランジ性および疲労特性に優れた高強度熱延鋼板とその製法を開示する。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 質量%で

C : 0. 03 ~ 0. 10 %
 Si : 2 %以下(0 %を含む)、
 Mn : 0. 5 ~ 2 %、
 P : 0. 08 %以下(0 %を含む)、
 S : 0. 01 %以下(0 %を含む)、
 N : 0. 01 %以下(0 %を含む)、
 Al : 0. 01 ~ 0. 1 %、

を満たす他、Ti : 0. 26 %超0. 50 %以下及び/又はNb : 0. 15 ~ 0. 8 %を含む鋼材からなり、断面金属組織のうちグラニュラー・ベニテック・フェライト組織が80面積%以上を占めることを特徴とする伸びフランジ性および疲労特性に優れた高強度熱延鋼板。

【請求項2】 鋼材が、更に他の成分として、Mo : 0. 5 %以下、Cr : 0. 5 %以下、B : 0. 005 %以下、Cu : 0. 5 %、Ni : 0. 5 %以下、Ca : 30 ppm以下よりなる群から選択される少なくとも1種の元素を含むものである請求項1に記載の高強度熱延鋼板。

【請求項3】 上記請求項1または2に記載の化学成分の要件を満たす鋼材を1150℃以上に加熱し、700℃以上の仕上げ温度で熱間圧延した後、平均冷却速度50℃/sec以上で500℃以下にまで冷却して500℃以下の温度で巻取り、グラニュラー・ベニテック・フェライト組織が80面積%以上を占める金属組織を得ることを特徴とする伸びフランジ性および疲労特性に優れた高強度熱延鋼板の製法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、伸びフランジ性と疲労特性に優れた高強度熱延鋼板とその製法に関し、この熱延鋼板は、その優れた加工性と疲労特性を活かして自動車部品、たとえばメンバー類やアーム類などの足周り部品やシャーシなどの材料として有効に活用できる。

【0002】

【従来の技術】自動車用部品等の素材として用いられる高強度鋼板の一般的な金属組織は複合組織であるが、疲労特性に優れたものとして、フェライト組織中にマルテンサイト組織が導入されたDualPhase鋼板も知られている。また近年では、金属組織中に残留オーステナイトを導入することによって疲労特性を高める方法も提案されている(特開平7-252592号公報など)。しかしDualPhase鋼板や残留オーステナイト鋼板は、疲労特性は良好であるものの伸びフランジ性が低くて加工性に難がある。

【0003】ところで、自動車の足周り部品等として使用される鋼板には、最終製品として高強度と優れた疲労特性が求められる他、複雑な形状への加工を容易にするため高い加工性が必要であり、特に高レベルの伸びフランジ性(穴広げ性)が求められる。しかし上記DualPhase鋼板や残留オーステナイト鋼板では、こうした要求特性、即ち高強度で優れた伸びフランジ性と疲労特性を同時に満たすことができない。

10 【0004】こうした状況の下で、本出願人はかねてより熱延鋼板の強度と伸びフランジ性を共に改善すべく研究を進めており、特に低炭素鋼を対象として鋼材の化学成分や金属組織などを主体にした研究の一環として特開平6-172924号公報、同7-11382号公報、同7-70696号公報などを提案し、それなりの成果を得ている。

【0005】これらの研究で、強度と伸びフランジ性についてはそれなりの改善効果を得ているが、強度と伸びフランジ性には互いに反比例の関係にあり、それら両特性を同時に改善することは容易でない。加えて、本発明が主たる用途として意図する自動車部品材料等として使用する鋼材の場合は、伸びフランジ性に代表される加工性に加えて、安全性の観点から高レベルの疲労特性が求められるが、こうした観点からすると、更なる改善が求められる。

【0006】

【発明が解決しようとする課題】本発明は上記の様な事情に着目してなされたものであって、その目的は、高強度を有すると共に、特に伸びフランジ性が良好で加工性に優れ且つ疲労特性においても優れた特性を有する熱延鋼板を提供することにある。

【0007】

【課題を解決するための手段】上記課題を解決することができた本発明の熱延鋼板とは、質量%で、C : 0. 03 ~ 0. 10 %、Si : 2 %以下(0 %を含む)、Mn : 0. 5 ~ 2 %、P : 0. 08 %以下(0 %を含む)、S : 0. 01 %以下(0 %を含む)、N : 0. 01 %以下(0 %を含む)、Al : 0. 01 ~ 0. 1 %を満たす他、Ti : 0. 26 %超0. 50 %以下及び/又はNb : 0. 15 ~ 0. 8 %を含み、或いは更に他の成分としてMo : 0. 5 %以下、Cr : 0. 5 %以下、B : 0. 005 %以下、Cu : 0. 5 %、Ni : 0. 5 %以下、Ca : 30 ppm以下よりなる群から選択される少なくとも1種の元素を含む鋼材からなり、断面金属組織のうちグラニュラー・ベニテック・フェライト組織が80面積%以上を占める、伸びフランジ性および疲労特性に優れた高強度熱延鋼板である。

【0008】また本発明の製法は、伸びフランジ性および疲労特性に優れた上記高強度熱延鋼板を製造する方法を特定するもので、上記化学成分の要件を満たす鋼材を1150℃以上に加熱し、700℃以上の仕上げ温度で熱間圧延した後、平均冷却速度50℃/sec以上で500℃以下にまで冷却して500℃以下の温度で巻取り、グラニュラー・ベニテック・フェライト組織が80面積%以上を占める金属組織を得るところに特徴を有している。

【0009】

【発明の実施の形態】本発明者らは前述した様な状況の下で、強度、疲労特性および伸びフランジ性の全ての要求特性を満たす熱延鋼板の開発を期して鋭意研究を進めた結果、低炭素鋼を基本組成とする熱延鋼板であって、金属組織がグラニュラー・ペイニティック・フェライト（日本鉄鋼協会基礎研究会発刊『鋼のペイナイト写真集-1』参照）を主相とすれば、伸びフランジ性と疲労特性の共に優れた高強度熱延鋼板が得られることを突き止め、上記本発明に想到したものである。

【0010】以下、本発明において鋼材の化学成分や金属組織などを定めた理由、更には熱処理条件などを定めた理由を明確にしていく。

【0011】まず、鋼材の化学成分を定めた理由は次の通りである。

【0012】C : 0.03 ~ 0.1%

Cは強度向上元素として必須の成分であると共に、熱延後の冷却中に生成するグラニュラー・ペイニティック・フェライト組織を生成させて伸びフランジ性を高めるのに欠くことのできない成分であり、こうした効果を有効に發揮させるため0.03%以上、より好ましくは0.04%以上含有させる。しかしC量が多くなり過ぎると、熱延後の冷却過程でマルテンサイト組織やM/A constituentの如き伸びフランジ性を阻害する組織が生成し易くなるので、0.1%以下、より好ましくは0.08%以下に抑える。

【0013】Si : 2%以下(0%を含む)

Siは、伸びフランジ性を劣化させることなく強度を高めるのに有効な元素であるが、多過ぎるとポリゴナルフェライトが生成し易くなつてグラニュラー・ペイニティック・フェライト組織の生成が阻害され、伸びフランジ性に悪影響を及ぼす様になる。しかもSi量が多くなり過ぎると、鋼板の熱間変形抵抗が増大して溶接部が脆化し易くなり、更には鋼板の表面性状にも悪影響を及ぼす様になるので、Si量は2%以下、より好ましくは1%以下に抑える。

【0014】Mn : 0.5 ~ 2%

Mnは固溶強化元素として有効に作用する他、変態を促進してグラニュラー・ペイニティック・フェライト組織の生成を促進する作用も發揮する。こうした効果を有効に發揮させるには、Mnを0.5%以上、より好ましくは0.7%以上含有させるべきであるが、多過ぎると、焼入れ性が高くなつて変態生成物を多量に生成し、高い伸びフランジ性が得られ難くなるので、2%以下、より好ましくは1.8%以下に抑える。

【0015】P : 0.08%以下(0%を含む)

Pは、延性（加工性）を劣化させることなく優れた固溶強化作用を發揮するうえで有効な元素であるが、多過ぎるとP偏析による加工割れ発生の原因になるので、0.08%以下、より好ましくは0.06%以下に抑える。

【0016】S : 0.01%以下(0%を含む)

Sは、鋼材中のMnなどと結合してMnSの如き伸びフランジ性に悪影響を及ぼす介在物の生成源となる有害元素であり、これらの有害作用を実質的に生じさせないためには、0.01%以下、より好ましくは0.005%以下に抑えるべきである。

【0017】Al : 0.01 ~ 0.1%

Alは、鋼を溶製する際に脱酸剤として添加され、脱酸作用により酸化物系介在物量の低減に寄与するが、多過ぎるとそれ自身が酸化物系介在物源になって加工性などに悪影響を及ぼす様になる。こうしたAlの利害得失を考慮して、含有量は通常0.01%以上、より一般的には0.02%以上で、0.1%以下、より一般的には0.08%以下に抑えられる。

【0018】N : 0.01%以下(0%を含む)

Nは、鋼中に存在するAlやTi等と結合して硬質介在物であるAlNやTiN等の窒化物を生成し、伸びフランジ性や疲労特性に顕著な悪影響を及ぼす。従つてTiNなどの窒化物系介在物の生成を抑えて伸びフランジ性や疲労特性に与える悪影響を生じさせないためには、N含有量を0.01%以下、より好ましくは0.006%以下に抑えるのがよい。

【0019】Ti : 0.26%超0.50%以下及び/Nb : 0.15 ~ 0.8%

TiおよびNbは、熱間圧延前のスラブ加熱温度を熱間開始温度である1150°C程度以上に加熱した時に、該加熱によって鋼中に固溶するが、この固溶Tiや固溶Nbは、熱延終了後の急冷時にポリゴナル・フェライトの核生成を抑制し、転位密度の高いグラニュラー・ペイニティック・フェライト組織の生成を促進する作用を發揮する。こうした作用を有効に發揮させるにはTiを0.26%超、より好ましくは0.28%以上及び/Nbを0.15%以上、より好ましくは0.20%以上含有させるべであるが、Ti量が0.50%を超えるかNb量が0.8%を超えると、熱間加工組織がそのまま残存し易くなつて伸びフランジ性に悪影響を及ぼす様になるので、それ以下、より好ましくはTiは0.45%以下、Nbは0.6%以下に抑える。

【0020】本発明における必須の元素は以上の通りで

あり、残部は通常Feと不可避不純物であるが、必要によつては、次の様な改質効果を得るためMo, Cr, Cu, Ni, BおよびCaよりなる群から選ばれる少なくとも1種を適量含有させることも有効である。

【0021】Cu : Cuは、固溶強化元素として強度向上に有効に作用するほか、グラニュラー・ペイニティック・フェライト組織の生成を促進して伸びフランジ性の向上にも有効に作用するが、その効果は約0.5%で飽和し、それ以上の添加は経済的に無駄であるばかりでなく、熱間圧延工程でへげ疵等の表面欠陥を生じる原因になるので、0.5%以下に抑えなければならない。

【0022】Ni: Niは、上記Cuの添加によって生じる熱間加工時の表面欠陥を防止するうえで有効に作用する元素であり、特にCuを添加する場合はCu量とほぼ等量、従って0.5%以下のNiを添加し、熱間圧延時の表面欠陥を回避することが望ましい。

【0023】Mo, Cr:これらの元素は固溶強化元素として有効に作用する他、変態を促進してグラニュラー・ペイニティック・フェライト組織の生成を促進する作用も有しており、それらの作用は、Mo, Crを極少量含有させることによって発揮される。しかし、これら元素の含有量が多くなり過ぎると、マルテンサイトやM/A constituentの如き伸びフランジ性に悪影響を及ぼす低温変態生成物が多量生成し易くなるので、それぞれ0.5%以下に抑えなければならない。

【0024】B: Bは焼入れ性を高める元素であり、グラニュラー・ペイニティック・フェライトを生成させるうえで有効な元素であるが、それらの効果は0.005%で飽和するので、経済性を考慮すると0.005%以下、より好ましくは0.003%以下に抑えるべきである。

【0025】Ca: CaはMnSなどの硫化物を球状化して伸びフランジ性を高める作用を有しているが、その効果は約30ppmで飽和するので、それ以上の添加は経済的に無駄である。

【0026】次に、上記化学成分の鋼材を用いて前述した金属組織をより確実に得るために製法および条件について説明する。

【0027】本発明を実施するに当たっては、上記化学成分の鋼材を常法によりスラブとし、これを熱間圧延することによって遂行されるが、その際、熱間圧延前のスラブの加熱温度を1150℃以上にすることが必要となる。これは、オーステナイト域中にTiCやNbCが固溶し始める温度が1150℃であり、この温度以上に加熱することが、固溶Cおよび固溶Ti、固溶Nbを鋼中に固溶させるために必要であるからである。そして固溶Tiや固溶Nbおよび固溶Cは、熱間圧延終了後の冷却時におけるポリゴナル・フェライト組織の生成を抑え、グラニュラー・ペイニティック・フェライト組織とするうえで有効に作用する。

【0028】熱間圧延は熱延仕上げ温度を700℃以上とし、該高温のγ域から冷却することにより、グラニュラー・ペイニティック・フェライト主体の組織を得ることができる。熱間仕上げ温度が700℃以下になると、2相域での熱間圧延となるため加工フェライト組織の混在した組織となり、満足のいく伸びフランジ性や疲労強度が得られ難くなる。熱間圧延後の冷却は、50℃/sec以上の平均冷却速度で行なう必要があり、これ未満の冷却速度ではポリゴナル・フェライト変態を抑えることができず、本発明で定めるグラニュラー・ペイニティック・フェライト組織面積率を確保することが困難にな

る。

【0029】卷取温度は500℃以下に抑えるべきであり、これ以上の卷取温度では組織がポリゴナル・フェライト組織となって疲労強度が低くなる。特に、卷取温度を300~500℃の範囲にすると、TiCやNbCが微量でも析出するため、これらが繰り返し応力下でグラニュラー・ペイニティック・フェライト組織中の転位をピーニングする効果を発揮するため、疲労特性の向上には特に有効である。従って、好ましくは300~500℃の温度範囲で卷取りを行なうことが望ましい。

【0030】次に組織について説明すると、本発明ではグラニュラー・ペイニティック・フェライト組織を主相とすることが必要である。この組織は、低炭素鋼を使用してこれを急冷し、あるいは通常炭素濃度の鋼材を用いてペイナイト変態温度に保持することによって得られる組織で、転位密度が高く炭化物の存在しない組織である(日本鉄鋼協会基礎研究会発刊『鋼のペイナイト写真集-1』参照)。この組織はセメンタイト等の炭化物が存在しないことから、通常のペイナイト組織とは異なっており、またラス状組織を持たない点で、例えば特開平6-172924号公報に開示されている様なペイニティック・フェライト組織とも異なるものである。

【0031】そして本発明では、優れた疲労強度と伸びフランジ性の双方を満たすため、金属組織を該グラニュラー・ペイニティック・フェライト組織主体とすることが必要であり、該組織の全金属組織中に占める比率が少なくとも80面積%以上、より好ましくは90面積%以上、望ましくはほぼ全部がグラニュラー・ペイニティック・フェライト組織であるものが最善であるが、マルテンサイト組織を除き、冷却条件などによっては若干生成することのあるポリゴナル・フェライト組織やラス状組織を有するペイニティック・フェライト組織などの少量の混入は許容され、20面積%以下、望ましくは10面積%以下であれば、本発明の目的は十分に達成できる。

【0032】

【実施例】以下、実施例を挙げて本発明をより具体的に説明するが、本発明はもとより下記実施例によって制限を受けるものではなく、前・後記の趣旨に適合し得る範囲で適当に変更を加えて実施することも可能であり、それらはいずれも本発明の技術的範囲に含まれる。

【0033】実施例

表1に示す化学成分の鋼スラブを使用し、各鋼スラブを、表2に示す如く1000~1150℃に加熱し、30分間保持した後、通常の熱間圧延により仕上温度780℃で2.5mmに仕上げ圧延を行なった。その後、平均冷却速度40~100℃/secで冷却し、200~600℃の卷取温度で卷取り、炉冷して熱延鋼板を製造した。

【0034】得られた各熱延鋼板について、JIS5号による圧延方向の引張試験、穴抜け試験を行なうと共に

に、SEMおよびTEMによる組織観察を行ない、結果を表3に括して示した。

【0035】なお穴拡げ試験は、直径100mmの打ち抜き穴を60°の円錐形ポンチで押し広げ、割れが鋼板板厚を貫通した時点での穴径dを測定し、次式により穴広げ率λを求めた。

$$\lambda = [(d - d_0)/10] \times 100 (\%) \quad (d_0 = 10 \text{ mm})$$

【0036】またTEM組織観察では、3000倍の倍*

	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Nb	その他
1	0.02	0.4	1.4	0.013	0.002	0.037	0.0037	0.38	—	
2	0.05	0.5	1.5	0.015	0.002	0.035	0.0038	0.35	—	
3	0.08	0.5	1.5	0.014	0.002	0.038	0.0039	0.36	—	
4	0.12	0.4	1.5	0.015	0.001	0.035	0.0038	0.37	—	
5	0.05	0.5	1.6	0.015	0.002	0.035	0.0038	0.55	—	
6	0.04	0.5	1.5	0.016	0.002	0.037	0.0039	0.15	—	
7	0.05	0.4	1.6	0.015	0.002	0.035	0.0040	—	0.08	
8	0.05	0.5	1.5	0.015	0.002	0.035	0.0039	—	0.25	
9	0.05	0.5	1.5	0.014	0.003	0.039	0.0038	—	0.9	
10	0.05	0.4	1.5	0.015	0.002	0.035	0.0039	0.35	0.5	
11	0.04	0.5	1.4	0.013	0.002	0.035	0.0038	0.35	—	Mo: 0.45
12	0.05	0.5	1.5	0.015	0.002	0.038	0.0037	0.35	—	Cr: 0.40
13	0.05	0.5	1.5	0.015	0.002	0.035	0.0038	0.34	—	Ca: 12ppm
14	0.05	0.5	1.4	0.013	0.002	0.037	0.0039	0.35	—	Cu: 0.45Ni: 0.40
15	0.05	0.5	1.5	0.014	0.001	0.038	0.0041	0.34	—	B: 12ppm
16	0.08	0.5	1.5	0.015	0.001	0.038	0.0040	—	—	
17	0.15	1.5	1.5	0.015	0.001	0.038	0.0041	—	—	
18	0.05	0.5	1.5	0.016	0.002	0.035	0.0038	0.35	0.25	

【0038】

【表2】

実験No	鋼種No	SRT(°C)	FDT(°C)	CR(°C/s)	CT(°C)
1	1	1250	853	91	450
2	2	1250	845	85	450
3	3	1250	851	92	450
4	4	1250	856	87	450
5	5	1250	848	91	450
6	6	1250	851	93	450
7	7	1250	850	87	450
8	8	1250	855	90	450
9	9	1250	848	88	450
10	10	1250	850	92	450
11	11	1250	852	89	450
12	12	1250	848	88	450
13	13	1250	851	91	450
14	14	1250	850	87	450
15	15	1250	848	90	450
16	2	1100	851	95	450
17	2	1200	850	85	450
18	2	1250	748	91	450
19	2	1250	655	93	450
20	2	1250	851	48	450
21	2	1250	853	75	450
22	2	1250	847	95	200
23	2	1250	852	93	350
24	2	1250	850	89	550
25	2	1250	849	90	650
26	16	1250	855	92	350
27	17	1250	849	91	450
28	18	1250	845	89	450

【0039】

【表3】

30

40

実験 No	YS (N/mm ²)	TS (N/mm ²)	EI (%)	λ (%)	疲労限 (N/mm ²)	疲労限/TS	組織
1	450	550	30	140	280	0.51	pF
2	700	820	18	120	510	0.62	gBF(95%)
3	710	850	15	110	530	0.62	gBF(98%)
4	720	880	13	60	540	0.63	gBF(99%)
5	780	900	12	60	570	0.63	gBF(98%)
6	680	799	20	70	410	0.51	F+B
7	710	810	22	65	400	0.5	F+B
8	715	800	18	105	481	0.6	gBF(98%)
9	770	875	13	55	530	0.61	gBF(85%)
10	720	805	16	110	490	0.61	gBF(97%)
11	730	830	16	102	530	0.64	gBF(95%)
12	712	812	17	110	500	0.62	gBF(88%)
13	711	800	18	120	510	0.64	gBF(89%)
14	708	810	17	115	520	0.64	gBF(85%)
15	715	815	18	110	510	0.64	gBF(88%)
16	460	580	25	125	290	0.5	pF
17	490	620	23	110	400	0.65	gBF(89%)
18	650	750	18	100	480	0.64	gBF(83%)
19	500	600	19	115	310	0.52	gBF(65%) + pF
20	450	560	22	123	280	0.5	pF
21	650	815	16	110	500	0.61	gBF(88%)
22	500	820	20	35	480	0.59	gBF(75%) + M
23	570	750	18	115	440	0.62	gBF(89%)
24	568	710	20	108	398	0.56	gBF(55%) + pF
25	370	610	23	105	310	0.51	pF
26	465	770	25	40	450	0.58	F+M
27	500	750	30	35	460	0.61	F+B+残留γ
28	717	824	19	120	503	0.61	gBF(97%)

pF:ポリゴナル・フェライト

F+B:フェライト+ベイナイト

gBF:クラニュラー・ハイニティック・フェライト

F+B:フェライト+ベイナイト

F+M:フェライト+マルテンサイト

【0040】表1～3より次の様に解析できる。

【0041】実験No. 2, 3, 8, 10～15, 1

7, 18, 21, 23, 28は、本発明の規定要件を全て満たす実施例であり、引張り強度(TS)、降伏強度(YS)が高くて、穴広げ率(λ 値)、疲労限共に良好であり、卓越した伸びフランジ性と疲労特性を有していることが分かる。

【0042】これらに対し、上記以外の例は本発明で定めるいすれかの要件を欠く比較例であり、強度、穴広げ率、疲労限のいすれかが不良で本発明の目的を果たすことができない。

【0043】No. 1:鋼材の炭素量が不足で金属組織がポリゴナル・フェライト主体となり、強度不足で疲労限も低く満足な疲労特性が得られない。

【0044】No. 4:鋼材の炭素量が規定要件を超えるため λ 値が低く、伸びフランジ性が悪い。

【0045】No. 5:鋼材のTi含有量が多過ぎるため、 λ 値が低くて伸びフランジ性が悪い。

【0046】No. 6:鋼材のTi含有量が不足し、金属組織がフェライト+ベイナイトであるため λ 値が低くて伸びフランジ性が悪く、また疲労特性もやや不足気味である。

【0047】No. 7:鋼材のNb含有量が不足し、金属組織がフェライト+ベイナイトからなるもので、やはり λ 値が低くて伸びフランジ性が悪く、また疲労特性もやや不足気味である。

【0048】No. 9:鋼材のNb含有量が多過ぎるため、 λ 値が低くて伸びフランジ性が悪い。

【0049】No. 16:スラブ加熱温度が低過ぎるた

め、金属組織がポリゴナル・フェライトとなっており、強度が劣悪で疲労限も低い。

【0050】No. 19:熱延仕上げ温度が低すぎて2相域での熱延となり、加工フェライト組織の混在組織となっており、疲労限および疲労限/TS値が低い。

【0051】No. 20:熱延後の平均冷却速度が遅すぎるために、金属組織がポリゴナル・フェライトで、強度、疲労限および疲労限/TS値が劣悪である。

【0052】No. 24, 25:巻取り温度が500°Cを超えるためポリゴナル・フェライトトリッヂの組織となっており、いすれも疲労限および疲労限/TS値が低い。

【0053】No. 26, 27:何れも鋼中にTiとNbが含まれていないため、本発明で意図するグラニュラー・ベイニティック・フェライト組織が得られておらず、強度不足で疲労限および疲労限/TS値も低い。

【0054】図1は、上記表1～3に示した実験データの中から、鋼材中に含まれるC, TiおよびNbの各含有量が(TS × λ)と(疲労限/TS)に及ぼす影響を整理して示したグラフである。このグラフからも明らかに、強度と伸びフランジ性および疲労限についてバランスの取れた特性を確保するには、用いる鋼材としてC含有量が0.03～0.10%、より好ましくは0.04～0.08%、Ti含有量が0.26～0.50%、より好ましくは0.28～0.45%、Nb含有量が0.15～0.8%、より好ましくは0.20～0.6%の範囲であるものが好ましいことを確認できる。

【0055】

【発明の効果】本発明は以上のように構成されており、化

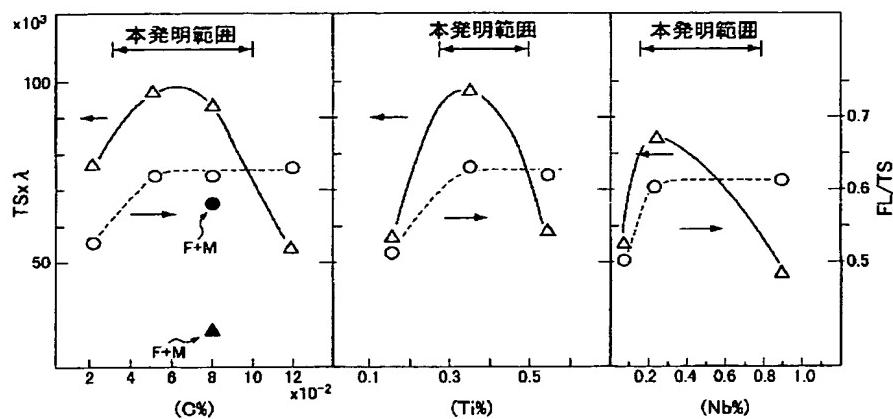
学成分の特定された低炭素鋼で、特に Ti 及び／又は Nb の含有量を特定すると共に、金属組織をグラニュラー・ペイニティック・フェライト主体とすることにより、高強度で且つ伸びフランジ性と疲労特性に優れ、例えば自動車用の各種部品材料等として有用な鋼材を提供し、更には、熱間圧延条件やその後の冷却乃至巻き取り条件

を特定することによって、上記優れた特性の鋼材をより確実に製造し得ることになった。

【図面の簡単な説明】

【図1】実施例で得た鋼材における C, Ti, Nb の各含有量が、鋼材の $(TS \times \lambda)$ および $(\text{疲労限} / TS)$ に及ぼす影響を整理して示すグラフである。

【図1】



フロントページの続き

F ターム(参考) 4K037 EA01 EA02 EA05 EA09 EA11
EA13 EA15 EA17 EA18 EA19
EA20 EA23 EA25 EA27 EA28
EA31 EB05 EB08 EB09 EB11
FA02 FA03 FC02 FC03 FC04
FD02 FD03 FD04 FE01 JA06